

MENU

SEARCH

INDEX

DETAIL

JAPANESE

BACK

3 / 3

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-251809

(43)Date of publication of application : 22.09.1998

(51)Int.Cl. C22C 38/00
C22C 38/54

(21)Application number : 09-064318

(71)Applicant : MITSUBISHI HEAVY IND LTD

(22)Date of filing : 18.03.1997

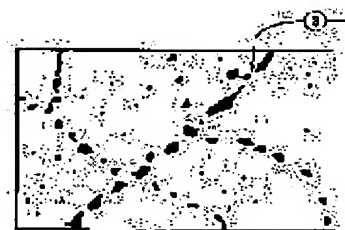
(72)Inventor : KADOYA YOSHIKUNI
KAWAI HISATAKA
TAKAHASHI KOJI
UMAGOE RYUTARO

(54) HIGH TOUGHNESS FERRITIC HEAT RESISTANT STEEL

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a ferritic heat resistant steel for forming a gas turbine rotor and a disk excellent in creep fracture strength at an high temp. and toughness at an ordinary temp.

SOLUTION: This heat resistant steel has a compsn. contg., by weight, 0.08 to 0.25% carbon, $\leq 0.5\%$ silicon, $\leq 1.0\%$ manganese, >1.0 to 3.0% nickel, 9.0 to 12.5% chromium, 0.3 to 1.5% molybdenum, 1.0 to 3.0% tungsten, 0.10 to 0.35% vanadium, 0.02 to 0.10% niobium, 0.01 to 0.8% nitrogen, 0.001 to 0.01% boron, 1.0 to 5.0% cobalt, and the balance substantial iron and having a structure composed of a martensitic matrix.



成分	成分の範囲	成分の範囲	成分の範囲
炭素の含有率	炭素の含有率	炭素の含有率	炭素の含有率
炭素の含有率	炭素の含有率	炭素の含有率	炭素の含有率
炭素の含有率	炭素の含有率	炭素の含有率	炭素の含有率

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 10.12.1999

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3354832

[Date of registration] 27.09.2002

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-251809

(43) 公開日 平成10年(1998) 9月22日

(51) Int.Cl.⁶

C 2 2 C 38/00
38/54

識別記号

3 0 2

F I

C 2 2 C 38/00
38/54

3 0 2 Z

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 14 頁)

(21) 出願番号 特願平9-64318

(22) 出願日 平成9年(1997) 3月18日

(71) 出願人 000006208

三菱重工業株式会社

東京都千代田区丸の内二丁目5番1号

(72) 発明者 角屋 好邦

兵庫県高砂市荒井町新浜2丁目1番1号

三菱重工業株式会社高砂研究所内

(72) 発明者 河合 久孝

兵庫県高砂市荒井町新浜2丁目1番1号

三菱重工業株式会社高砂製作所内

(72) 発明者 高橋 孝二

兵庫県高砂市荒井町新浜2丁目1番1号

三菱重工業株式会社高砂製作所内

(74) 代理人 弁理士 奥山 尚男 (外2名)

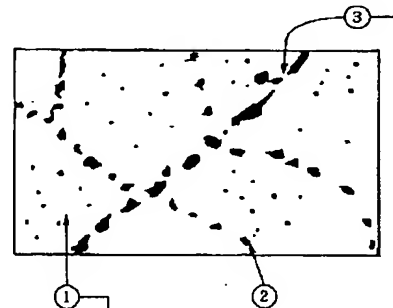
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高靱性フェライト系耐熱鋼

(57) 【要約】

【課題】 高温におけるクリープ破断強度と常温における靱性に優れたガスタービンロータやディスクを形成するためのフェライト系耐熱鋼を提供する。

【解決手段】 重量比で、0.08及至0.25%の炭素、0.5%以下のけい素、1.0%以下のマンガン、1.0%を越え3.0%以下のニッケル、9.0及至12.5%のクロム、0.3及至1.5%のモリブデン、1.0及至3.0%のタングステン、0.10及至0.35%のバナジウム、0.02及至0.10%のニオブ、0.01及至0.08%の窒素、0.001及至0.01%のボロン、1.0及至5.0%のコバルトを含有し、残部が実質的に鉄であり、組織が焼もどしマルテンサイト基地からなる耐熱鋼より形成される高靱性フェライト系耐熱鋼。



区 分	マルテンサイト内部	マルテンサイト境界	結晶粒界 (旧オーステナイト粒界)
析出物の形態	微細析出物	塊状粒状析出物	塊状粒状析出物
熱処理後 焼もどしま材	・MX型炭素化合物	・M ₂₃ C ₆ 型炭化物 ・金属間化合物 (ラーベス相)	・M ₂₃ C ₆ 型炭化物 ・金属間化合物 (ラーベス相)
クリープ破断後	・MX型炭素化合物	・M ₂₃ C ₆ 型炭化物 ・金属間化合物 (ラーベス相)	・M ₂₃ C ₆ 型炭化物 ・金属間化合物 (ラーベス相)

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量比で、0.08及至0.25%の炭素、0.5%以下のけい素、1.0%以下のマンガン、1.0%を越え3.0%以下のニッケル、9.0及至12.5%のクロム、0.3及至1.5%のモリブデン、1.0及至3.0%のタングステン、0.10及至0.35%のバナジウム、0.02及至0.10%のニオブ、0.01及至0.08%の窒素、0.001及至0.01%のボロン、1.0及至5.0%のコバルトを含有し、残部が実質的に鉄であり、組織が焼もどしマルテンサイト基地からなる耐熱鋼より形成されることを特徴とする高韌性フェライト系耐熱鋼。

【請求項2】 重量比で、0.08及至0.25%の炭素、0.5%以下のけい素、1.0%以下のマンガン、1.0%を越え3.0%以下のニッケル、9.0及至12.5%のクロム、0.3及至1.5%のモリブデン、1.0及至3.0%のタングステン、0.10及至0.35%のバナジウム、0.02及至0.10%のニオブ、0.01及至0.08%の窒素、0.001及至0.01%のボロン、1.0及至5.0%のコバルトを含有し、残部が実質的に鉄であり、組織が焼もどしマルテンサイト基地からなる耐熱鋼であって、次式： $Cr当量 = Cr + 6Si + 4Mo + 1.5W + 11V + 5Nb - 40C - 2Mn - 4Ni - 2Co - 30N$ によって求められるCr当量が2.0%以下であり、 $B + 0.5N$ で表わされるB当量が0.030%以下であり、 $Nb + 0.4C$ で表わされるNb当量が0.12%以下であり、 $Mo + 0.5W$ で表わされるMo当量が1.40～2.45%であり、かつ、不可避的不純物元素のうち、硫黄を0.01%以下、リンを0.03%以下、Cuを0.5%以下に抑えてなることを特徴とする請求項1に記載の高温強度に優れた高韌性フェライト系耐熱鋼。

【請求項3】 請求項1又は請求項2に記載の高韌性フェライト系耐熱鋼において、溶体化・焼入れ熱処理温度が1050～1150℃であり、焼入れ後少なくとも530～570℃の温度において第1段焼もどし熱処理をした後、それより高い温度の570～680℃の温度において第2段焼もどし熱処理を施した耐熱鋼より形成されることを特徴とする高韌性フェライト系耐熱鋼。

【請求項4】 請求項3に記載の高韌性フェライト系耐熱鋼において、前記熱処理により $M_{23}C_6$ 型炭化物および金属間化合物を主として結晶粒界及びマルテンサイトラス境界に析出させ、かつMX型炭窒化物をマルテンサイトラス内部に析出させ、これらの析出する析出物の合計量が1.5～4.0重量%である耐熱鋼より形成されることを特徴とする高韌性フェライト系耐熱鋼。

【請求項5】 請求項4に記載の高韌性フェライト系耐熱鋼において、前記焼入れ熱処理後のオーステナイト結晶粒径が20～150 μm である耐熱鋼より形成されることを特徴とする高韌性フェライト系耐熱鋼。

【請求項6】 請求項5に記載の高韌性フェライト系耐熱鋼であって、前記耐熱鋼から成る鋼塊がエレクトロスラグ再溶解法またはそれに準じる鋼塊製造法を用いて得られることを特徴とする高韌性フェライト系耐熱鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、蒸気タービン及びガスタービンのロータやディスクなどの大型鍛造材用の耐熱鋼に関し、特に、400～600℃の温度範囲の高温におけるクリープ破断強度と常温における韌性に優れたガスタービンロータやディスクを形成するためのフェライト系耐熱鋼に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、効率が良くかつクリーンな発電システムとしてガスタービンが注目されており、ガスタービンと蒸気タービンを組合わせたコンバインドサイクル発電プラントも含めて、その増加は著しい。こうしたガスタービンあるいはコンバインドサイクル発電プラントの効率の一層の向上を図るため、ガスタービンの入口ガス温度は上昇する趨勢にあり、現在1300℃級のプラントが実用化され、さらに1500℃級の開発も進んでいる。このような入口ガス温度の高温化にともない、動翼、静翼、燃焼器、ガスタービンおよびコンプレッサーディスクなども、より優れた高温強度、韌性が要求されるようになってきている。ガスタービンの回転部品として最も大型となるディスク材としては、高温化にともないインコネル等のNi基合金が使用されつつあるが、大出力化にともなう耐熱材料大型部材の製造性やコストなどの面から、12%Cr鋼や低合金鋼などのフェライト系材料の性能向上への要望が強くなっているのが現状である。

【0003】ガスタービンやジェットエンジンのタービンディスク用材料には、従来、主として表1から表4に示す化学組成からなる合金鋼の鍛造品が用いられている。表1は3.5Ni-Cr-Mo-V鋼（低合金鋼ディスク材）の組成の例を示し、表2はCr-Mo-V鋼（低合金鋼ディスク材）の組成の例を示し、表3は12%Cr系鋼ディスク材の組成の例を示し、および表4はFe基耐熱合金ディスク材の組成の例を示す。

【0004】

【表1】

低合金鋼ディスク材 (3.5Ni-Cr-Mo-V鋼) の組成の例

規 格	組 成 (重量%)								
	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
ASTM.A471 Class 1~9	(注)	最大 0.70	最大 0.015	最大 0.015	0.15~ 0.35	2.00~ 4.00	0.75~ 2.00	0.20~ 0.70	最小 0.05

(注) : Class 4 及び 5 : 最大0.35% , Class 6, 7, 8 及び 9 : 最大0.40%

その他のClass : 最大0.28%

【0005】表1に代表されるような、Niを数%含有する3.5Ni-Cr-Mo-V鋼(低合金鋼)ディスク材は、0.2%耐力(以下、0.2%耐力を単に耐力という)が70~120kg/mm²と比較的高い強度を備え、かつ25℃におけるVノッチ・シャルピー衝撃吸収エネルギーが5~10kg-m以上と高い靱性を兼備し、溶解、鍛造、熱処理も比較的簡単でコストが低く、入手も容易である。しかし、使用温度(ディスク材のメタル温度をいう)が300~350℃以上になると、このディスク材はクリープ領域に入り、材料強度の

設計上、クリープを考慮する必要が生じ、複雑になり、また引張強さや耐力などの強度は長時間使用することによって低下する軟化現象を示し、さらに350~500℃の温度範囲で数百~数万時間使用すると、焼もどし脆性のため靱性が著しく低下する。これは、主に、数%以上のNiを含む低合金鋼であって、焼入、焼もどしの調質を行ない、強度と靱性を改良したディスク材に見られる宿命である。

【0006】

【表2】

低合金鋼ディスク材 (Cr-Mo-V鋼) の組成の例

規 格	組 成 (重量%)								
	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
ASTM.A471 Class 10	0.27~ 0.37	0.70~ 1.00	最大 0.015	最大 0.015	最小 0.20	最大 0.50	0.85~ 1.25	1.00~ 1.50	0.20~ 0.30

【0007】また、表2に代表されるようなCr-Mo-V鋼(低合金鋼)は、上記の3.5Ni-Cr-Mo-V鋼と同様にコストも低く、入手も容易であり、また3.5Ni-Cr-Mo-V鋼のような著しい軟化現象や焼戻し脆性を示さず、しかも使用温度が430~480℃になるまでクリープ領域に入らないため、3.5Ni-Cr-Mo-V鋼よりも使用温度を100~200℃高くすることができる。しかし、靱性は3.5Ni-Cr-Mo-V鋼ほどに優れておらず、特に引張強さや耐力などを上げようとする靱性が著しく低下し、例えば耐力を70~80kg/mm²以上の高い強度レベルに調質すると25℃におけるVノッチ・シャルピー衝撃

エネルギーが1~2kg-m以下と著しく低下してしまう。さらに、400℃程度の温度でもクリープ領域に入り、このクリープ温度領域において切欠弱化(切欠クリープ破断強さが平滑クリープ破断強さより弱くなることをいう)するため、ディスク用材料として使用する場合、強度をあまり高くする調質(焼入、焼もどし)を行なうことができず、一般に、3.5Ni-Cr-Mo-V鋼よりも強度レベルは低く押えられ、通常、室温における耐力は60~70kg/mm²以下である。

【0008】

【表3】

12%Cr系鋼ディスク材の組成の例

商 品 名	組 成 (重量%)								
	C	Si	Mn	Nb	Cr	Mo	Ni	W	V
Jessop - Saville H46 (注1)	0.16	0.3	0.7	0.25	11.6	0.6	—	—	0.30
Jethete M152 (注2)	0.10	0.3	0.7	—	12.0	1.8	2.4	0.35	—
Firth - Vickers 448 (注3)	0.13	0.5	1.0	0.8	11.2	0.6	—	—	0.30

(注1): 米国 Jessop - Saville Ltd. 製品

(注2): 米国 Samuel Fox & Co. Ltd. 製品

(注3): 米国 Firth - Vickers Stainless Steele Ltd. 製品

【0009】さらに、表3に代表されるような12%Cr鋼は、約12%のCrの他、Ni、Mo、V等を合金添加して、高強度・高靱性を確保した鋼である。これらの現状の12%Cr鋼は、上記の3.5Ni-Cr-Mo-V鋼やCr-Mo-V鋼の両低合金鋼に比べて耐食

耐酸化性に優れるが、高温における強度や室温における靱性は上記のCr-Mo-V鋼に比べて比較的良好なるものの顕著な強度および靱性の向上は図られていない。

【0010】

【表4】

Fe基耐熱合金ディスク材の組成の例

規 格		組 成 (重量%)												
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Cu	Al	V	B
ASTM A638	Grade 662	最大 0.08	最大 1.50	最大 1.00	最大 0.040	最大 0.030	12.00~ 15.00	21.00~ 28.00	2.50~ 3.50	1.55~ 2.00	最大 0.50	最大 0.35	—	0.0010 ~0.010
	Grade 660	最大 0.08	最大 2.00	最大 1.00	最大 0.040	最大 0.030	13.50~ 16.00	24.00~ 27.00	1.00~ 1.50	1.90~ 2.35	—	最大 0.35	0.10~ 0.50	0.0010 ~0.010

【0011】そして、表4に代表されるようなFe基耐熱合金は、NiやCrを多く含有しているため、耐食耐酸化性に優れ、500~580℃以上の温度でクリープ領域に入るので、高温強度を高くとることができ、また均一なオーステナイト系組織のため、脆性破壊を起さず、靱性を考慮する必要がなく、強度は溶体化・時効処理によって γ' 相{Ni₃(Al・Ti)}の金属間化合物の析出硬化によりもたされるので、上記した低合金鋼(焼もどしベイナイト組織)や12%Cr鋼(焼もどしマルテンサイト組織)のように調質時における質量効果を考慮する必要がない。しかし、Ni、Cr、Moなどの高価な合金元素を多量に含有しており、しかもAl、Tiなどの活性の高い合金元素を含有しているため

通常の溶解法は適用できず、真空高周波溶解あるいは真空アーク溶解などのより高度な溶解技術が必要で、コストがかなり高く、通常の低合金鋼のコストの5~10倍である。また、最近のようにタービンが大容量化してくると、必要なタービンディスクも単体重量で6~8トン以上にもなり、このような大型のFe基耐熱合金のディスク用鍛造品を製造し得る設備を有するメーカーは国内外を見ても数社に限られる。

【0012】一方、近年、ガスタービンは高効率化と大容量化が図られるようになり、前者においては、熱効率向上のためにタービン入口ガス温度を高くする必要があり、従ってディスクのメタル温度も450℃以上と高くなり、上記の3.5Ni-Cr-Mo-V鋼の最高使用

温度である300～350℃以下に押えることは難しく、後者においては、設計上必要とされるディスクの形状が大型化し、ディスク用鍛造品の単体重量が6～8トン以上にもなっているなどの問題が生じてきている。しかも、ガスタービンのロータおよびディスク等の高温部材は、高温強度と靱性の材料特性のバランスが優れていると同時に、プラントの使用温度において高温長時間にわたりその材料特性の変化が少ないことが要求されている。これまで用いられてきたロータおよびディスク材料の中でも特に12%Cr耐熱鋼は、一般に上述した高温強度と靱性の材料特性のバランスが比較的良好な材料である。しかしながら、従来の12%Cr耐熱鋼は、400℃以上では長時間使用に伴ない脆化するため、入口ガス温度の上昇に対応するためには脆化の抑制が必要となる。この12%Cr耐熱鋼の脆化は、焼もどし温度附近に再加熱した後急冷することにより回復する可逆な脆化と、再加熱急冷処理による回復のおこらない不可逆な脆化が重畳したものである。このうち焼もどし温度への再加熱により回復する可逆な脆化は、不純物元素の粒界偏析による焼もどし脆化の寄与が大きいと考えられるが、その低減には不純物元素の低減やSi、Mnの低減が有効であることが知られており、3.5Ni-Cr-Mo-V鋼のような脆化感受性の大きい低合金鋼では、こうした高純度化が脆化感受性低減に著しい効果のあることが知られている。

【0013】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、以上の諸点に鑑み、上記の3.5Ni-Cr-Mo-V鋼やCr-Mo-V鋼などの低合金鋼と同等の製造性を有し、容易に入手することができ、しかもディスクのメタル温度の最高使用温度が400～500℃と上記の3.5Ni-Cr-Mo-V鋼よりも100～200℃高くでき、強度レベルも上記の3.5Ni-Cr-Mo-V鋼と同等のディスク用低合金鋼を提供しようとするので、ディスクのメタル温度を400～480℃に上げることができれば熱効率を大幅に向上させることができ、しかも12%Cr鋼であれば6～8トン以上の大型鍛造品であっても国内で容易に入手でき、コストも高くならないという上記した近年の問題をも解消しようとするものである。本発明の第2の課題は、高温での強度が優れているだけでなく、常温での靱性も優れたディスク材を提供することにある。これはガスタービンのディスクおよびロータにおいては、上記タービンの常温の靱性が低いと脆性破壊を起す危険があるからである。

【0014】本発明の第3の課題は、熱疲労によるき裂の発生を防止するために高い延性を持つディスクおよびロータを提供することである。ガスタービンの運用に応じて停止、起動がしばしば繰返されると、特に停止時にディスク表面のみが急冷されて熱応力が発生し、熱疲労によるき裂が発生するおそれがある。このような熱疲労

によるき裂の発生を防止するためには、ディスク材は高い延性を有していることが必要である。本発明の第4の課題は、ディスクの外周部のみでなく、中心部の諸性質とくに長時間クリープ破断強度および常温の靱性が優れたディスク材を提供することである。大容量のガスタービンではロータおよびディスクの鋼塊重量は10数トンにも達するために、固溶化処理後、油などで急冷してもディスク中心部の冷却速度は100℃/hr程度となる。このような遅い冷却速度で焼入れされると、焼入れ途中に初析フェライトの析出が生じて所定の強度および靱性が得られないことがある。そこで、本発明では後述するようにディスク中心部の冷却条件をシミュレートした試験を行ない、大型ディスクの中心部の長時間クリープ破断強度が高く、また靱性が非常に優れている鋼を提供するものである。

【0015】本発明の第5の課題は、高い温度で長時間使用しても強度が著しく低下しないように焼もどし温度が使用温度より十分高いディスク材を提供することである。本発明の第6の課題は、10数トンにも及ぶ鍛造品において鋼塊製造段階で、熔融状態から凝固する時に共晶NbCの生成を阻止するとともに、900℃～1200℃に加熱した鍛造段階で、共晶Fe₂BおよびBNの生成を阻止するとともに、熱処理段階で、1050℃～1150℃から焼入れしてもδ-フェライトの発生がないディスク材を提供することである。この共晶NbCの生成は機械的特性に有害であり、共晶Fe₂Bの生成は割れ発生により鍛錬が不可となり、BNの生成は機械的性質を低下させ、δ-フェライトの生成は高温使用時の疲労強度を著しく低下させるので、共晶NbC、共晶Fe₂B、BNおよびδ-フェライトのいずれも絶対に生成させてはならない。

【0016】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、従来の12%Cr鋼の見直しを行ない、さらに高強度化をはかるために各元素の最適添加量を研究した。その結果、まず、Niの増量添加によりマルテンサイト組織の安定化を図り、靱性の向上を狙い、さらに組織の安定化に加えて焼もどし軟化抵抗の増加を狙い、Coを新たに従来の同系統の耐熱鋼に比べて比較的多く、積極的に添加すること、そして、高温強度向上を狙いMoとWを同時に添加するが、Moに比べてWの増量添加を図り、従来よりも多量のMo当量(Mo+0.5W)を添加すること、およびその結果としてMo当量とCoの相乗効果により高温強度を一段と高められることを新規に見出し、本発明に至ったものである。すなわち、本発明の第1の高靱性フェライト系耐熱鋼は、重量比で、0.08及至0.25%の炭素、0.5%以下のけい素、1.0%以下のマンガン、1.0%を越え3.0%以下のニッケル、9.0及至12.5%のクロム、0.3及至1.5%のモリブデン、1.0及至3.0%のタングステン、

0.10及至0.35%のバナジウム、0.02及至0.10%のニオブ、0.01及至0.08%の窒素、0.001及至0.01%のボロン、1.0及至5.0%のコバルトを含有し、残部が実質的に鉄であり、組織がマルテンサイト基地からなる耐熱鋼より形成されることを特徴とする。

【0017】本発明の第2の高靱性フェライト系耐熱鋼は、重量比で、0.08及至0.25%の炭素、0.5%以下のけい素、1.0%以下のマンガン、1.0%を越え3.0%以下のニッケル、9.0及至12.5%のクロム、0.3及至1.5%のモリブデン、1.0及至3.0%のタングステン、0.10及至0.35%のバナジウム、0.02及至0.10%のニオブ、0.01及至0.08%の窒素、0.001及至0.01%のボロン、1.0及至5.0%のコバルトを含有し、残部が実質的に鉄であり、組織が焼もどしマルテンサイト基地からなる耐熱鋼であって、次式によって求められるCr当量($\text{Cr当量} = \text{Cr} + 6\text{Si} + 4\text{Mo} + 1.5\text{W} + 11\text{V} + 5\text{Nb} - 40\text{C} - 2\text{Mn} - 4\text{Ni} - 2\text{Co} - 30\text{N}$)が2.0%以下であり、 $\text{B} + 0.5\text{N}$ で表わされるB当量が0.030%以下であり、 $\text{Nb} + 0.4\text{C}$ で表わされるNb当量が0.12%以下であり、 $\text{Mo} + 0.5\text{W}$ で表わされるMo当量が1.40~2.45%であり、かつ、不可避的不純物元素のうち、硫黄0.01%以下、リン0.03%以下に抑えてなることを特徴とする。

【0018】本発明の第3の高靱性フェライト系耐熱鋼は、上述の耐熱鋼において、溶体化・焼入れ熱処理温度が1050~1150℃であり、焼入れ後少なくとも530~570℃の温度において第1段焼もどし熱処理した後、それより高い温度の570~680℃の温度において第2段焼もどし熱処理を施したことを特徴とする耐熱鋼より形成されることを特徴とする。本発明の第4の高靱性フェライト系耐熱鋼は、上述の耐熱鋼において、前記熱処理により M_{23}C_6 型炭化物および金属間化合物を主として結晶粒界及びマルテンサイトラス境界に析出させ、かつMX型炭窒化物をマルテンサイトラス内部に析出させ、これら析出する析出物の合計量が1.5~4.0重量%である耐熱鋼より形成されることを特徴とする。また、前記焼入れ熱処理後のオーステナイト結晶粒径が20~150 μm である耐熱鋼より形成されることを特徴とする。さらに、前記耐熱鋼を形成する鋼塊がエレクトロスラグ再溶解法またはそれに準じる鋼塊製造法、例えばエレクトロスラグ押湯保温法などを用いて得られることを特徴とする。

【0019】大型ロータやディスクを製造する場合、鋼塊製造段階で、溶融状態から凝固する時に塊状のNbCが生成(晶出)することがある。この粗大NbCは機械的特性に有害であるため、鋼塊製造時にこのNbCの生成を回避することが不可欠である。そこで、本発明で

は、ニオブと0.4倍の炭素の和をNb当量と定義し、 $\text{Nb} + 0.4\text{C} \leq 0.12\%$ に制御してNbCの生成を回避する。次の手段として、鍛造段階で、900℃~1200℃に加熱保持する時に、共晶 Fe_2B およびBNが生成することがある。共晶 Fe_2B の生成は割れ発生により鍛錬が不可となり、BNの生成は機械的性質を低下させる。したがって、鍛造時にこれらの共晶 Fe_2B およびBNの生成を回避することが不可欠である。そこで、本発明では、Bと0.5倍のNの和をB当量と定義し、 $\text{B} + 0.5\text{N} \leq 0.030\%$ に制御して Fe_2B 及びBNの生成を回避する。さらに、熱処理段階で、1050℃~1150℃の溶体化熱処理する時に塊状の δ -フェライトが生成することがある。この塊状の δ -フェライトの生成は、鍛造割れ発生を起こすとともに、疲労強度を著しく低下させる。したがって、熱処理時にこの δ -フェライトの生成を回避することが不可欠である。そこで、本発明では、従来から提案されているCr当量を2.0%以下に抑制して δ -フェライトの生成を回避する。不可避的不純物元素のうちSは0.01%以下、Pは0.03%以下にそれぞれ抑える。

【0020】また、従来、Coはシャルピー衝撃値を低下させるため、特に延性が低下しがちなW含有鋼においては、Coの多量添加は不適当と考えられていたが、実施例で述べるようにNiの1~3%添加領域ではCoを1.0%以上添加すると、望ましくは2.5%程度添加するとむしろ高温強度の向上に著しい効果があることがわかったので、Coは1.0%以上含有させ、Mo、Wの十分な固溶と長時間使用中の組織安定性を図る。

【0021】

【発明の実施の形態】以下に、本発明の高靱性フェライト系耐熱鋼を形成する耐熱鋼の組成及びその含有量について、上記のように限定した理由を記す。なお、以下の説明において、含有量を表す%は、重量比とする。

炭素(C)について

Cは焼入性を確保し、焼もどし過程でCr、Mo、Wなどと結合して M_{23}C_6 型炭化物を結晶粒界、マルテンサイトラス境界上に形成するとともに、Nb、Vなどと結合してMX型炭窒化物をマルテンサイトラス内に形成する。これより、両者の炭化物の析出強化により高温強度を高めることができる。さらに、Cは耐力や靱性を確保する以外にも δ -フェライトおよびBNの生成の抑制に必要な不可欠な元素であり、本発明ディスク材に必要な耐力や靱性を得るためには、0.08%以上必要である。しかし、あまり多量に添加すると、かえって靱性を害するとともに、 M_{23}C_6 型炭化物を過度に析出させ、マトリックスの強度を低めてかえって長時間側の高温強度を損なうので、炭素(C)の含有量を0.08~0.25%に限定する。望ましくは、0.09~0.13%である。さらに望ましくは、0.10~0.12%である。

けい素(Si)について

Siは溶鋼の脱酸剤として有効な元素である。しかし、Siは多く添加すると脱酸による生成物である SiO_2 が鋼中に存在し、鋼の清浄度を害し、靱性を低下させる。また、Siは金属間化合物であるラーベス相(Fe_2M)の生成を促し、また粒界偏析等によりクリープ破断延性を低下させ、更に、高温使用中において、焼もどし脆性を助長するので、有害元素としてその含有量を0.5%以下とした。なお、近年、真空カーボン脱酸法やエレクトロスラグ再溶解法が適用され、必ずしもSi脱酸を行なう必要がなくなって来ており、そのときの含有量は0.1%以下でありSi量は低減できる。

【0022】マンガン(Mn)について

Mnは溶鋼の脱酸、脱硫剤として有効であり、また、焼入性を増大させて強度を高めるのに有効な元素である。また、Mnは δ -フェライトおよびBNの生成を抑制し、 M_{23}C_6 型炭化物の析出を促進する元素として有効な元素であるが、Mn量増加とともにクリープ破断強度を低下させるので、その含有量を最大1.0%に限定する。望ましくは、0.1~0.5%である。

ニッケル(Ni)について

Niは鋼の焼入性を増大させ、 δ -フェライトおよびBNの生成を抑制し、室温における強度および靱性を高める有効な元素で、特に靱性確保のためには最低1.0%必要である。また、これらの効果は、Ni及びCr両元素の含有量の多い場合にはその相乗効果により著しく増加する。しかし、Niは3.0%を越えると、400~450℃における高温強度(クリープ強度、クリープ破断強度)を低下させ、また、焼もどし脆性を助長するので、その含有量を1.0%を越え3.0%以下とした。望ましくは、1.5~2.25%である。

【0023】クロム(Cr)について

Crは耐酸化性・耐食性を付与し、析出分散強化による高温強度に寄与する M_{23}C_6 型炭化物の構成元素として必要不可欠の元素である。上記の効果を得るためには本発明鋼の場合、クロム(Cr)は最低9.0%必要であるが、12.5%を越えると δ -フェライトを生成し、高温強度および靱性を低下させるのでクロム(Cr)の含有量を9.0~12.5%に限定する。望ましくは、10.2~11.5%である。また、大型ディスクの製造にあたっては、溶体化熱処理時に δ -フェライトの析出を阻止することが不可欠である。本発明鋼におけるCr当量($\text{Cr}+6\text{Si}+4\text{Mo}+1.5\text{W}+11\text{V}+5\text{Nb}-40\text{C}-2\text{Mn}-4\text{Ni}-2\text{Co}-30\text{N}$)は2.0%以下に限定するのが好ましい。これにより、 δ -フェライトの生成を回避できる。

モリブデン(Mo)について

Moは、Crと同様にフェライト鋼の添加元素として重要な元素である。Moを鋼に添加すると焼入性を増大し、また、焼もどし時の焼もどし軟化抵抗を大きくして、常温の強度(引張強さ、耐力)および高温強度の増

大に有効である。そして、Moは固溶強化元素として作用するとともに、 M_{23}C_6 型炭化物の微細析出を促進し、凝集を妨げる作用があり、又その他の炭化物を生成して析出強化作用元素として、クリープ強度やクリープ破断強度などの高温強度の向上に非常に有効な元素である。更に、Moは0.3%程度以上添加すると、鋼の焼もどし脆性を阻止する元素として非常に有効な元素である。しかし、Moは、過剰添加すると δ -フェライトを生成し、靱性を著しく低下させるとともに、金属間化合物であるラーベス相(Fe_2M)の新たな析出を招く元素のひとつであるが、本発明鋼の場合、NiおよびCoとの共存によりその傾向が抑制されている。従って、Mo添加量の上限は1.5%まで高められる。そこで、Mo量は0.3~1.5%とした。

【0024】タングステン(W)について

Wは、Mo以上に M_{23}C_6 型炭化物の凝集粗大化を抑制する効果があり、さらに固溶体強化元素として、クリープ強度やクリープ破断強度などの高温強度の向上に有効な元素であり、その効果はMoとの複合添加の場合に顕著である。しかし、Wを多く添加すると δ -フェライトや金属間化合物であるラーベス相(Fe_2M)を生成しやすくなり、延性、靱性が低下するとともに、クリープ破断強度が低下する。また、Wの添加量はMoの添加量の他に、Niおよび後述のCoの添加量に影響され、1.0~3.0%のNi添加における1.0~5.0%のCo添加量の範囲では、Wの3%を越える増量添加は、凝固偏析等大型鍛造品として好ましくない現象もでてくる。これらを考慮してWの含有量は1.0~3.0%とした。なお、W添加はMoとの複合添加の場合顕著であり、その添加量($\text{Mo}+0.5\text{W}$)は、1.40~2.45%が好ましい。この($\text{Mo}+0.5\text{W}$)をMo当量と定義する。

バナジウム(V)について

Vは、Moと同様に常温における強度(引張強さ、耐力)の向上に有効な元素である。さらに、Vは固溶体強化元素として、また、Vの微細な炭化物をマルテンサイトラス内に生成させる。これらの微細な炭化物は、クリープ中の転位の回復を制御してクリープ強度やクリープ破断強度などの高温強度を増加させるため、Vは析出強化元素として重要な元素である。更に、Vはある程度の添加範囲(0.03~0.35%)の添加量であれば、結晶粒を微細化させて、靱性向上にも有効である。しかし、あまりに多量に添加すると、靱性を害するとともに、炭素を過度に固定し、 M_{23}C_6 型炭化物の析出量を減じて逆に高温強度を低下させるので、その含有量は0.10~0.35%とした。望ましくは、0.15~0.25%である。

【0025】ニオブ(Nb)について

Nbは、Vと同様に引張強さや耐力などの常温強度、並びにクリープ強度やクリープ破断強度などの高温強度の

増大に有効な元素であると同時に、微細なNbCを生成して結晶粒を微細化させ、靱性向上に非常に有効な元素である。また、Nbの一部は焼入れの際、固溶して焼もどし過程で上記のV炭窒化物と複合したMX型炭窒化物を析出し、高温強度を高める作用があり、最低0.02%必要である。しかし、0.10%を越えるとVと同様炭素を過度に固定して $M_{23}C_6$ 型炭化物の析出量を減少し、高温強度の低下を招くのでNbの含有量は0.02~0.10%に限定する。望ましくは、0.02~0.05%である。また、大型ディスクの製造にあたっては、鋼塊凝固時に塊状のNbCが晶出し、この塊状NbCが機械的性質に悪影響を及ぼすことがある。そこで、Nbと0.4倍のCの和を $Nb+0.4C \leq 0.12\%$ に限定するのが好ましい。この $(Nb+0.4C)$ をNb当量と定義する。これにより、塊状NbCの晶出を回避できる。

ボロン(B)について

Bは、粒界強化作用と $M_{23}C_6$ 型炭化物中に固溶し、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の凝集粗大化を妨げる作用により高温強度を高める効果があり、最低0.001%添加すると有効であるが、0.010%を越えると溶接性や鍛造性を害するので、0.001~0.010%に限定する。望ましくは、0.003~0.008%である。また、大型ディスクの製造にあたっては、900~1200℃に加熱した鍛造時に共晶 Fe_2B およびBNが生成し、鍛造困難および機械的性質に悪影響を及ぼすことがある。そこで、Bと0.5倍のNの和を $B+0.5N \leq 0.030\%$ に限定するのが好ましい。この $(B+0.5N)$ をB当量と定義する。これにより、共晶 Fe_2B およびBNの生成を回避できる。

【0026】窒素(N)について

Nは、Vの窒化物を析出したり、また固溶した状態でMoやWと共同でIS効果(侵入型固溶元素と置換型固溶元素の相互作用)により高温強度を高める作用があり、最低0.01%は必要であるが、0.08%を越えると延性を低下させるので、Nの含有量を0.01%~0.08%に限定する。望ましくは、0.02~0.04%である。また、上記ボロン(B)との共存により共晶 Fe_2B 及びBNの生成を助長することがある。従って、上記の通りB当量を $(B+0.5N) \leq 0.030\%$ に限定するのが好ましい。

コバルト(Co)について

Coは、本発明を従来の発明から区別して特徴づける重要な元素である。Coは固溶強化に寄与するとともにδ-フェライトの析出抑制に効果があり、大型鍛造品の製造に有用である。本発明においては、Niの添加により A_{c1} 変態点は約700℃に低下するが、Coの添加は A_{c1} 変態点(約700℃を確保)をほとんど変えず、合金元素の添加が可能となり、高温強度が著しく改善される。これはおそらく、Mo、Wとの相互作用によるもの

と考えられ、Mo当量($Mo+0.5W$)を1.40%以上含む本発明鋼において特徴的な現象である。このようなNiの1~3%添加におけるCoの効果を実現するために、本発明鋼におけるCoの下限は1.0%とするが、一方Coを過度に添加すると延性が低下し、またコストが上昇するので、上限は5%に限定する。従って、Coの含有量は1.0~5.0%とする。望ましくは2.0~3.0%である。また、大型ディスクの製造にあたっては、溶体化熱処理時にδ-フェライトの析出を阻止することが不可欠である。Coはδ-フェライトの析出予想のパラメータであるCr当量($Cr+6Si+4Mo+1.5W+11V+5Nb-40C-2Mn-4Ni-2Co-30N$)を低下させる有効な元素である。本発明鋼におけるCr当量は、2.0以下に限定するのが好ましい。これより、δ-フェライトの生成を回避できる。

【0027】その他

P、S、Cuなどは不純物元素として製鋼の原材料からの混入が避けられないものであるが、これらの含有量はできるだけ低い方が望ましい。しかし、原材料を厳選するとコスト高となるので、Pは0.03%好ましくは0.015%以下、Sは0.01%好ましくは0.005%以下、Cuは0.50%以下が望ましく、その他の不純物元素として、Al、Sn、Sb、Asなどがある。次に、溶体化・焼入れ熱処理温度について説明する。本発明に係わる耐熱鋼はMX型炭窒化物を析出させ高温強度を高める効果からNbを0.02~0.10%添加している。この効果を発起させるためには、溶体化熱処理時にNbを完全にオーステナイトに固溶させることが不可欠である。しかしながら、Nbは、焼入温度を1050℃未満にした場合、凝固時に析出した粗大な炭窒化物が熱処理後も残存し、クリープ破断強度の増加に対し、完全には働き得ない。この粗大な炭窒化物を一旦固溶させ、微細な炭窒化物として高密度に析出させるためには、オーステナイト化がより進行する1050℃以上のオーステナイト化温度からの焼入れが必要になる。一方、1150℃を越えると本発明に係わる耐熱鋼の場合、δ-フェライトが析出する温度域に入り、かつ結晶粒径の大幅な粗大化を生じ靱性を低下させるため、焼入れ温度範囲は1050~1150℃が好ましい。

【0028】次に、焼もどし熱処理温度について説明する。本発明に係わる耐熱鋼の特徴は、焼入れ後の残留オーステナイトを完全に除去するため、530~570℃の温度において第1段焼もどし熱処理を採用し、さらに、 $M_{23}C_6$ 型炭化物および金属間化合物を主に結晶粒界及びマルテンサイトラス境界に析出させ、かつMX型炭窒化物をマルテンサイトラス内へ析出させることができる第2段の焼もどし熱処理温度範囲である570~680℃の熱処理方法を採用していることである。第1段

焼もどし熱処理温度が530℃未満であると、未変態オーステナイトを完全にマルテンサイトにすることができず、570℃を越えると、第2段焼もどし熱処理の効果が十分に得られないため、第1段焼もどし熱処理は530～570℃の温度範囲とした。第2段焼もどし熱処理温度が570℃未満であると、上記の $M_{23}C_6$ 型炭化物およびMX型炭窒化物の析出が十分に平衡値まで到達することができず、析出物の体積率が相対的に低下する。しかも、このような不安定な状態にあるこれらの析出物は、その後の450℃を越える高温で長時間のクリープを受けると、さらに析出が進行するとともに凝集粗大化が著しくなる。一方、第2段焼もどし熱処理温度が680℃を越えると、マルテンサイトラス内のMX型炭窒化物の析出密度が低下するとともに焼もどしが過剰になり所定の強度が得られず、かつオーステナイトへの変態点 A_{C1} 点(約700℃)に接近するため、第2段焼もどし熱処理の温度範囲は570～680℃が好ましい。

【0029】上述の熱処理を施すことにより、結晶粒界及びマルテンサイトラス境界に析出させる $M_{23}C_6$ 型炭化物の析出量を1.5～2.5重量%の範囲、マルテンサイトラス内部に析出させるMX型炭窒化物の析出量を0.1～0.5重量%の範囲、結晶粒界及びマルテンサイトラス境界に析出させる金属間化合物の析出量を0～1.5重量%の範囲とし、上記の析出物の合計量を1.5～4.0重量%の範囲に調整すると高温クリープ破断強度及びクリープ抵抗が大きく向上し、高温長時間後の特性低下が少なくなる。とくに好ましい析出物の合計量の範囲は2.5～3.0重量%である。しかも、析出物の合計量の内訳は、特に、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の析出量を1.6～2.0重量%およびMX型炭窒化物の析出量を0.1～0.2重量%に調整することが好ましい。なお、析出物の合計量の測定は、試料を10%アセチルアセトン-1%塩化テトラメチルアンモニウム-メタノール混合液に入れ、電気分解にて母相を溶解する電解抽出

残渣法による。

【0030】次に、本発明に係わる耐熱鋼の結晶粒径について説明する。従来の高Cr系耐熱鋼は、靱性確保、クリープ破断延性の確保あるいは疲労強度向上等の観点から結晶粒径の粗大化は抑制されている。結晶粒径が20 μ m未満の場合、クリープ破断強度の値は小さく、一方、結晶粒径が150 μ mを越えると靱性およびクリープ破断延性が大幅に低下するとともに焼入れ時に粒界割れを生じ易くなるため、好ましい結晶粒径の範囲は20～150 μ mである。次に、本発明に係わる耐熱鋼の製造方法について説明する。本発明に係わる耐熱鋼塊は、エレクトロスラグ再溶解法またはそれに準じる鋼塊製造法を用いて製造されることを特徴とする。ガスタービン用ロータおよびディスクに代表される大型部品においては、溶湯凝固時の添加元素の偏析や凝固組織の不均一性が生じやすい。本発明に係わる耐熱鋼は、Cおよび微量のBを添加することを特徴としており、特にBはCなどに比べて鋼塊中においてより偏析しやすい元素である。大型鋼塊に対して、このBの偏析を極力抑制する鋼塊製造法を採用することが、本発明に係わる耐熱鋼の場合には不可欠である。従って、これらのBなどの偏析の軽減化および大型鋼塊の健全性・均質性向上を狙い、エレクトロスラグ再溶解法またはそれに準じる鋼塊製造法例えばエレクトロスラグ押湯保温法などを用いることが好ましい。

【0031】

【実施例】以下、本発明を実施例に基づいて詳細に説明する。

【実施例1】

(1) クリープと靱性の材料特性(その1)

供試材として用いた12種類の耐熱鋼の化学組成を表5および表6に示す。

【0032】

【表5】

本発明の第1実施例に係る耐熱鋼の化学組成

(数字は重量%を表す)

試料No		化 学 組 成														
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	N	B	Co	Fe
本発明鋼	1	0.12	0.05	0.08	0.008	0.001	1.20	10.5	0.71	1.82	0.20	0.055	0.025	0.004	3.3	残
	2	0.12	0.05	0.08	0.008	0.001	2.10	10.5	0.72	1.81	0.20	0.055	0.025	0.004	3.3	残
	3	0.12	0.05	0.08	0.008	0.001	2.80	10.5	0.71	1.82	0.20	0.056	0.026	0.004	2.8	残
	4	0.12	0.05	0.08	0.008	0.001	2.80	10.5	0.68	1.80	0.20	0.055	0.027	0.002	2.8	残
	5	0.12	0.05	0.08	0.008	0.001	2.40	10.5	0.69	1.79	0.20	0.055	0.025	0.004	2.5	残
	6	0.12	0.05	0.40	0.008	0.001	1.80	10.5	0.69	1.81	0.20	0.055	0.025	0.004	2.4	残
	7	0.12	0.05	0.20	0.008	0.001	2.20	10.5	0.69	1.78	0.20	0.055	0.025	0.003	2.7	残
	8	0.12	0.05	0.08	0.008	0.001	2.80	10.5	0.72	1.80	0.20	0.055	0.025	0.004	2.7	残
比較鋼	9	0.12	0.05	0.08	0.008	0.001	2.90	10.3	0.69	1.81	0.20	0.054	0.025	0	0	残
	10	0.12	0.05	0.08	0.008	0.001	2.40	10.5	0.71	1.77	0.20	0.057	0.024	0	0	残
	11	0.14	0.07	0.08	0.005	0.003	0.52	10.1	0.65	1.71	0.21	0.051	0.025	0.006	3.72	残
	12	0.14	0.07	0.50	0.008	0.002	0.60	10.3	1.46	0	0.17	0.056	0.056	0	0	残

【0033】

【表6】

本発明の第1実施例に係る耐熱鋼の化学組成

(数字は重量%を表す)

試料 No.		Mo当量式 (1)	Cr当量式 (2)	B当量式 (3)	Nb当量式 (4)
本発明鋼	1	1.62	1.735	0.0165	0.103
	2	1.625	-1.840	0.0165	0.103
	3	1.62	-3.690	0.017	0.104
	4	1.58	-3.875	0.0155	0.103
	5	1.585	-1.590	0.0165	0.103
	6	1.595	0.40	0.0165	0.103
	7	1.58	-1.445	0.0155	0.103
	8	1.62	1.945	0.0165	0.103
比較鋼	9	1.595	1.235	0.0125	0.102
	10	1.595	3.50	0.012	0.105
	11	1.505	2.22	0.0185	0.107
	12	1.46	8.03	0.028	0.112

(注) 式(1) $Mo当量 = Mo + 0.5W$ (本発明では、1.40~2.45%を請求)
 式(2) $Cr当量 = Cr + 6Si + 4Mo + 1.5W + 11V + 5Nb - 40C - 2Mn - 4Ni - 2Co - 30N$ (本発明では、2.0%以下を請求)
 式(3) $B当量 = B + 0.5N$ (本発明では、0.030%以下を請求)
 式(4) $Nb当量 = Nb + 0.4C$ (本発明では、0.12%以下を請求)
 (1) および式(2)の出典として、例えば次の資料がある。なお、式(3)及び(4)は本発明により提案のパラメータである。
 (1) T. Fujita, T. Sato and N. Takahashi: Transactions ISIJ, vol. 18, 1978, P115.
 (2) D. L. Newhouse, C. J. Boyle and R. M. Curran: Preprint of ASTM Annual Meeting, Purdue University, June 13-18, 1965.

【0034】このうち、No. 1からNo. 8は本発明に係る耐熱鋼の化学組成範囲の鋼であり、No. 9からNo. 12は本発明に係る耐熱鋼の化学組成範囲に当てはまらない比較材である。このうち、No. 9およびNo. 10はCoおよびBの添加量が本発明の範囲に入らない鋼である。No. 11は、例えば特願平7-86629号公報に開示されている鋼であり、高強度耐熱鋼として発明された蒸気タービン用ロータ材の例であり、Niの添加量が本発明の範囲に入らない鋼である。さらに、No. 12は、特開昭60-165360号に開示されている鋼であり、高中圧蒸気タービンロータ材として使用されてい

る。この鋼は、Ni、Co、B及びWの添加量が本発明の範囲に入らない鋼である。これらの耐熱鋼を実験室的規模の真空溶解炉にて溶解し、50kg鋼塊を溶製した。これらの鋼塊を実機のディスク材を想定して均一加熱と鍛造(据込1/2.8U、鍛伸3.7Sの鍛錬)を行って、小型鍛造材を製作した。その後、この鍛造材を結晶粒度調整を目的に予備熱処理(例えば、1050℃空冷及び650℃空冷)を施した。この鍛造材を直径1800mm、厚さ250mmの大型ディスクの中心部の焼入冷却速度をシミュレートした熱処理を行なった。即ち、1050℃で15hr加熱して完全にオーステナイ

ト化した後、ディスク中心部の焼入冷却速度を約250℃/hrにして焼入れした後、550℃で5hrの第1段焼もどしと640℃で10hrの第2段焼もどしを行なった。なお、焼もどし処理の条件は、圧縮機ディスク材の設計に必要な強度すなわち室温における0.2%耐力が80kg/mm²以上となるように調整されたものである。

【0035】本発明鋼No. 1～No. 8および比較鋼No. 9～No. 12について室温(20℃)において引張試験及び衝撃試験を行なった。シャルピー衝撃試験結果より

衝撃値および50%FATT(破面遷移温度)を求め、引張性質とともに表7に示す。また、本発明鋼No. 1～No. 8および比較鋼No. 9～No. 12を450℃および500℃の各温度でクリープ破断試験を実施し、その結果から450℃および500℃の10⁵hrにおけるクリープ破断強度を外挿により推定した。結果を表7に合せて示す。

【0036】

【表7】

第1実施例に係る耐熱鋼の室温引張性質、衝撃値、50%FATT及びクリープ破断強度

特性 試料No.		引張強さ (kgf/mm ²)	0.2 耐力 (kgf/mm ²)	伸 び (%)	絞 り (%)	衝 撃 値 (kgf-m/cm ²)	50%FATT (℃)	10 ⁵ hrクリープ破断強度(kgf/mm ²)	
								450℃	500℃
本 発 明 鋼	1	99.0	86.0	21	64	17.7	12	50.0	35.0
	2	102.0	87.0	20	65	19.2	-20	48.0	33.0
	3	104.0	81.0	19	62	20.2	-65	42.5	30.0
	4	105.0	84.0	21	66	20.0	-65	42.0	31.0
	5	101.0	85.2	22	63	15.5	-35	44.0	32.0
	6	98.0	85.0	21	63	18.0	-10	46.0	33.0
	7	102.0	87.0	21	64	20.0	-25	42.0	30.0
	8	100.0	83.0	22	74	21.0	-65	40.0	31.0
比 較 鋼	9	101.0	85.0	19	63	19.6	-72	36.0	27.0
	10	101.0	88.0	23	66	16.2	-35	37.0	28.0
	11	97.0	82.0	17	53	2.8	80	48.0	35.0
	12	100.0	86.0	17	54	6.3	44	46.0	34.0

【0037】表7から明らかなように、いずれの本発明鋼の場合も室温における0.2%耐力は80kg/mm²以上の強度レベルとなっており、圧縮機ディスク材として十分な強度を有している。また、伸び・絞りも一般のディスク材で要求される伸び16%以上、絞り45%以上を十分に満足している。一方、衝撃特性であるが、圧縮機ディスク材の50%FATTの目標値は+20℃以下であるが、本発明鋼であるNo. 1～No. 8および比較鋼No. 9～No. 10はいずれの場合も目標値以下であり、十分な靱性を有していることがわかる。これに対して、No. 11～No. 12の50%FATTは80℃および44℃と高く目標値を満足せず、圧縮機ディスク材として靱性が不十分であることがわかる。表7から、本発明鋼No. 1～No. 8の450℃×10⁵hrクリープ破断強度は、比較鋼No. 9～No. 10のそれらを上回り、いずれも圧縮機ディスク材として要求されるクリープ破断強度(40kgf/mm²)以上を示し、クリープ破断強度が改善されており、格段にクリープ破断寿命が長いことがわかる。なお、比較鋼No. 11及びNo. 12は、上述の通り靱性は目標値を満足しないものの、クリープ破断強度は、本発明鋼No. 1およびNo. 2のそれらと同等とみなせる。

【0038】[実施例2]

(2) クリープと靱性の材料特性(その2)

実施例1において溶解及び鍛造によって製造した小型鍛造材を用いて、異なる焼もどし熱処理を行ない実験に供した。まず、小型鍛造材を直径1600mm、厚さ400mmの大型ディスクの中心部の焼入冷却速度をシミュレートした熱処理を行なった。即ち、1050℃で15hr加熱して完全にオーステナイト化した後、ディスク中心部の焼入冷却速度を約200℃/hrにして焼入れした後、550℃で5hrの第1段焼もどしと580℃で10hrの第2段焼もどしを行なった。なお、焼もどし処理の条件は、高温タービンディスク材の設計に必要な強度すなわち室温における0.2%耐力が95kg/mm²以上となるように調整されたものである。

【0039】本発明鋼No. 1～No. 8および比較鋼No. 9～No. 12について室温(20℃)において引張試験及び衝撃試験を行なった。シャルピー衝撃試験結果より衝撃値および50%FATTを求め、引張性質とともに表8に示す。また、本発明鋼No. 1～No. 8および比較鋼No. 9～No. 12を450℃および500℃の各温度でクリープ破断試験を実施し、その結果から450℃および500℃の10⁵hrにおけるクリープ破断強度を

外挿により推定した。結果を表8に合わせて示す。

【表8】

【0040】

第2実施例に係る耐熱鋼の室温引張性質、衝撃値、50%FATT及びクリープ破断強度

特性 試料No.		引張強さ (kgf/mm ²)	0.2 耐力 (kgf/mm ²)	伸 び (%)	絞 り (%)	衝 撃 値 (kgf-m/cm ²)	50%FATT (℃)	10 ⁵ hrクリープ破断強度(kgf/mm ²)	
								450℃	500℃
本 発 明 鋼	1	117.0	100.0	21	73	10.0	15	61.0	45.0
	2	117.0	100.0	20	74	27.0	-10	58.0	43.0
	3	117.0	97.0	22	73	24.8	-60	54.0	41.0
	4	113.0	94.0	21	64	20.6	-60	55.0	40.0
	5	115.0	100.0	22	70	20.2	-30	57.0	42.0
	6	117.0	100.0	21	73	22.0	- 5	56.5	41.0
	7	117.0	100.0	21	73	23.2	-15	52.0	40.5
	8	112.0	96.0	23	73	27.0	-60	51.5	42.0
比 較 鋼	9	108.0	94.0	21	68	22.1	-65	47.0	36.0
	10	111.0	98.0	22	70	20.0	-25	46.0	37.0
	11	115.0	97.0	17	53	2.3	110	60.0	44.0
	12	115.0	99.0	18	67	4.0	48	58.0	43.0

【0041】表8から明らかなように、いずれの本発明鋼の場合も室温における0.2%耐力は95kg/mm²以上の強度レベルとなっており、高温タービンディスク材として十分な強度を有している。また、伸び・絞りも一般のディスク材で要求される伸び16%以上、絞り45%以上を十分に満足している。一方、衝撃特性であるが、高温タービンディスク材の50%FATTの目標値は+20℃以下であるが、本発明鋼であるNo.1～No.8および比較鋼No.9～No.10はいずれの場合も目標値以下であり、十分な靱性を有していることがわかる。これに対して、No.11～No.12の50%FATTは110℃および48℃と高く目標値を満足せず、高温タービンディスク材として靱性が不十分であることがわかる。表8から本発明鋼No.1～No.8の450℃×10⁵hrクリープ破断強度は、比較鋼No.9～No.10のそれらを上回り、いずれも高温タービンディスク材として要求されるクリープ破断強度(50kgf/mm²)以上を示し、クリープ破断強度が改善されており、格段にクリープ破断寿命が長いことがわかる。なお、比較鋼No.11及びNo.12は、上述の通り靱性は目標値を満足しないものの、クリープ破断強度は、本発明鋼No.1およびNo.2のそれらと同等とみなせる。

【0042】[実施例3]

(3) C添加発明鋼におけるNiの脆化感受性に及ぼす影響

実施例3においては、本発明を従来の発明から区別して特徴づけている重要な元素であるC添加発明鋼におけるNiに注目して、C添加下におけるNiの脆化感受性に及ぼす影響、とくに約400℃以上での長時間使用にともなう脆化感受性について説明する。実施例1にお

いて溶解および鍛造によって製造した小型鍛造材を用いて、焼もどしまの材料とさらに焼もどしま材を500℃で1000時間の等温時効試験を行ない実験に供した。時効後、室温を含む-100℃～0℃の温度範囲におけるシャルピー衝撃試験により、各温度における衝撃値および脆性破面率を求めた。これより、各試料の50%FATT(破面遷移温度)を求めた。50%FATTの値が低いほど靱性が優れていることを示すが、ここでは焼もどしまの材料の50%FATT(FATT_oと表示)の値と時効後の50%FATT(FATT_tと表示)の値との差をΔFATTと表示し、脆化感受性の指標とした。このΔFATTの値が低いほど脆化感受性は低いこと、つまり、脆化が起こりにくいことを意味している。第1図はC添加発明鋼におけるNi量とFATT及びΔFATTの関係を示すグラフである。この図に示す如く、ΔFATTはNi量が約2.25%まではほぼ一定で低い値を示し、それ以上のNi添加によりΔFATTは増加し、脆化感受性が高くなることが分る。本発明におけるNi含有量は、1.0%を越え、3.0%以下としているが、Ni含有量の上限は脆化感受性抑制の点からは2.25%とするのが望ましい。

【0043】[実施例4]

(4) 金属組織、析出物の種類および析出量

実施例4においては、金属組織、とくに析出物の種類および析出量について説明する。実施例1に示す本発明鋼に係わる試料の抽出レプリカによる金属組織観察結果の代表的な100%焼きもどしマルテンサイト組織を模式的に示して第2図に示す。この図においてわかるように、100%焼きもどしマルテンサイト組織は、マルテンサイトラス内部1、マルテンサイトラス境界2、結晶

粒界（旧オーステナイト粒界）3より構成される。図には焼もどしまでの試料およびクリープ破断後の試料に分けて析出物の種類を分類したが、両者の間において析出物の種類に特別な差はない。まず、結晶粒界3には、塊状の $M_{23}C_6$ 型炭化物と粒状の金属間化合物（ラーベス相）が析出している。 $M_{23}C_6$ 型炭化物は、組成上はM元素として、Fe、Cr、Mo、Wなどの元素との化合物である。金属間化合物（ラーベス相）は Fe_2M 型で組成上はM元素として、Cr、Mo、Wなどの元素を含む。マルテンサイトラス境界2にも上述の $M_{23}C_6$ 型炭化物と金属間化合物（ラーベス相）が析出している。さらに、マルテンサイトラス内部1には、MX型炭窒化物が微細に析出している。MX型炭窒化物は、組成上は、M元素として、Nb、VがX元素のCおよびNと結合して微細炭窒化物を形成する。なお、実施例1、実施例2および実施例3に示す試料の金属組織は、いずれも100%焼きもどしマルテンサイト組織である。

【0044】本発明の実施例1に係わる熱処理（第2段焼もどし温度：640℃）を施した試料の本発明鋼の代表的なものとして、試料No3の析出物の合計量は2.81重量%であり、その内訳は、 $M_{23}C_6$ 型炭化物が2.52重量%、MX型炭窒化物が0.12重量%、ラーベス相が0.17重量%である。また、実施例2に係わる熱処理（第2段焼もどし温度：580℃）の同じ試料No3の析出物の合計量は1.97重量%であり、その内訳は、 $M_{23}C_6$ 型炭化物が1.68重量%、MX型炭窒化物が0.11重量%、ラーベス相が0.18重量%である。これより、焼もどし温度が異なると $M_{23}C_6$ 炭化物の析出量が顕著に変化し、MX型炭窒化物およびラーベス相の析出量はほとんど変化しないことが分かる。本発明鋼では、これら析出する析出物の合計量を1.5～4.0重量%に調整することにより、最適な靱性及び高温強度が確保される。

【0045】

【発明の効果】請求項1乃至請求項2記載の化学組成範囲に適合するマルテンサイト組織を有する耐熱鋼を使用

するので、従来のガスタービン用ロータおよびディスク材の低合金鋼および12%Cr鋼に比較して、本発明の高靱性フェライト系耐熱鋼は大幅に靱性向上と高温強度が改善され、設計応力を十分満足することができる。また、高温長時間における組織安定性に優れている。すなわち、従来の同系統の12%Cr鋼ではCoとBが無添加であるのに対し、本発明鋼ではCoを1.0～5.0%添加するとともに、Bを0.001～0.01%添加した。これにより、マルテンサイト組織の安定化と焼もどし軟化抵抗の増加ならびに焼入れ性向上が図れる。さらに、Niを1.0～3.0%添加することによる高温強度低下を補うため、高温強度向上を狙いMoとWを同時に添加するが、これによりCoが多く添加されているため、Mo、Wの十分な固溶と長時間使用中の組織安定性に優れたものにすることが出来る。また、本発明に係る耐熱鋼には従来よりも多量のMo当量（Mo+0.5W）を添加した。これにより、本発明の高靱性フェライト系耐熱鋼は、室温強度、高温強度及び靱性に優れ、従来のものよりも信頼性が高く、またより大型で高温のガスタービンに適したロータおよびディスク材などの鍛鋼材を得ることができ、例えば、1500℃級ガスタービンの使用条件下においても長時間にわたり高い信頼性を発揮し、火力発電の効率向上に著しい効果がもたらされる。なお、本発明による高靱性フェライト系耐熱鋼は用途によっては蒸気タービン用の大型で靱性の要求されるロータ材としても使用される。

【図面の簡単な説明】

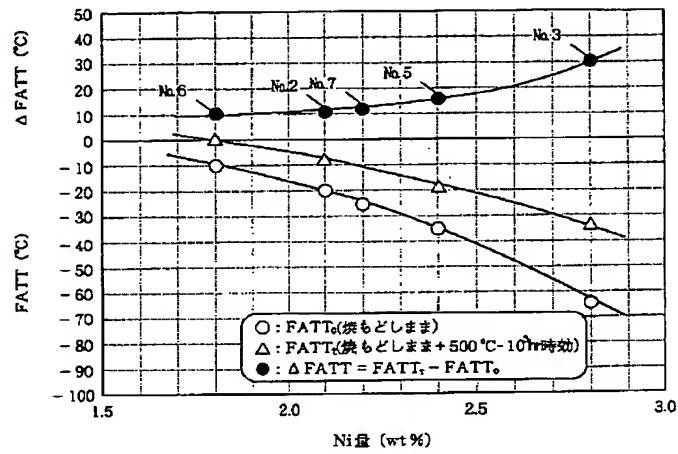
【図1】実施例3のCo添加発明鋼におけるNi量とFATT及びNi量と $\Delta FATT$ の関係を示すグラフである。

【図2】実施例4の発明鋼の金属組織を示す模式図である。

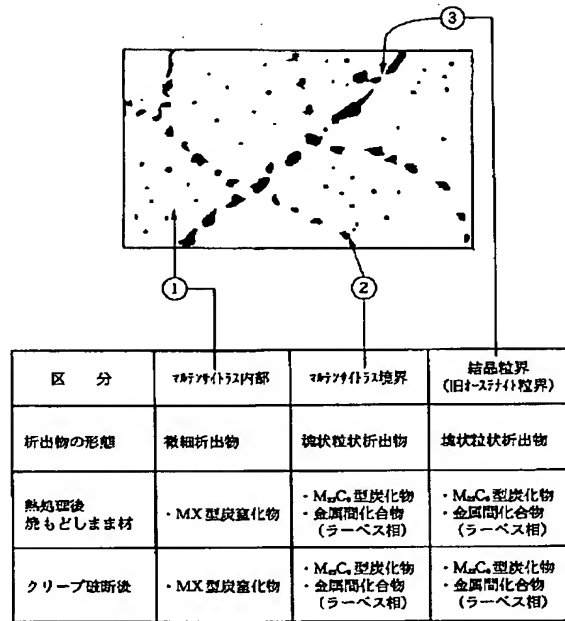
【符号の説明】

- 1 マルテンサイトラス内部
- 2 マルテンサイトラス境界
- 3 結晶粒界（旧オーステナイト粒界）

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 馬越 龍太郎

兵庫県高砂市荒井町新浜2丁目1番1号
 三菱重工業株式会社高砂製作所内